

СЕКЦИЯ 4. СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

УДК 539

Д. А. Хасанова*, А. А. Чуракова

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

**dianamorth@mail.ru*

Научный руководитель – д-р физ.-мат. наук Д. В. Гундеров, канд. физ.-мат. наук

Э. С. Батыршин

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ АМОРФНОГО СПЛАВА Ti–Ni–Cu, ПОДВЕРГНУТОГО ИПД МЕТОДОМ ПЭМ И АСМ

На атомно-силовом микроскопе было проведено исследование микроструктуры быстрозакаленного аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого воздействию интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). На фольгах для исследования из исходного аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ развитого рельефа в АСМ не наблюдается. Можно предположить, что в результате ИПДК в аморфном сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ формируется структура наноразмерных аморфных кластеров, разделенных аморфными же границами, которая выявляется при ионном травлении при подготовке фольг, что наблюдается в АСМ.

Ключевые слова: аморфные сплавы, интенсивная пластическая деформация, просвечивающая электронная микроскопия, металлические стекла.

D. A. Khasanova, A. A. Churakova

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AMORPHOUS ALLOY Ti–Ni–Cu AFTER HPT METHOD TEM AND AFM

On an atomic force microscope, a study was conducted microstructure of the rapidly quenched amorphous $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ alloy after HPT. On initial amorphous $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ alloy method AFM developed relief is not observed. Maybe after HPT in amorphous $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ forming clusters of amorphous nanoscale structure after ion etching.

Keywords: amorphous alloys, metal glass, transmission electron microscopy.

Деформации высокой степени на малопластичных материалах, а аморфные сплавы являются таковыми, позволяет достичь интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК), поскольку высокое квазигидростатическое давление препятствуют разрушению образцов [1–2]. За последние два десятилетия активно развивается тематика влияния ИПДК на аморфные материалы разных составов, в частности, работы [3–11]. Исследования [3–7] показали, что при воздействии ИПД в одних исходно-аморфных сплавах происходит расслоение на элементы и нанокристаллизация. При воздействии ИПД на другие аморфные сплавы нанокристаллизация может не наблюдаться [8, 9], однако изменяется структура, свободный объем, комплекс свойств и т. д. В работах [2, 3, 7] было исследовано воздействие ИПД на аморфные быстрозакаленные сплавы (БЗС) TiNiCu, и рассмотрены обнаруженные процессы ИПД-индуцированной нанокристаллизации. Отметим, что в аморфных сплавах Ti–Ni–Cu частичная нанокристаллизация при ИПД происходит без расслоения на элементы – нанокристаллизуется основная фаза B2 состава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ [3, 4, 7]. В ряде последних работ при ИПД БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ наряду с нанокристаллизацией наблюдалось так же формирование кластерной структуры. При исследовании ИПД образцов методом ПЭМ в аморфной фазе наблюдались аморфные области нанометровых размеров различного контраста – нанокластерная аморфная структура [11, 12]. Нанокластерный характер аморфной структуры в сплаве $(Fe_{0.45}Cu_{0.55})_{33}Al_8Zr_{59}$ обусловлен химическим расслоением – различием атомного состава кластеров и их границ [14]. После деформации на 7 % собственно в полосе сдвига кластеры распадаются (исчезают), а кластеры, находящиеся близко к ПС, с 3.3 нм увеличились до ~ 10 нм [13]. Увеличение размеров кластеров в $(Fe_{0.45}Cu_{0.55})_{33}Al_8Zr_{59}$ авторы связывают с активизацией диффузии в связи с ростом свободного объема вблизи полос сдвига. Но собственно нанокластеризация аморфной структуры при деформации, по-видимому, обнаружена впервые в [11] на ИПДК БЗС Ti–Ni–Cu.

Исследованы особенности микроструктуры аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого ИПДК. Проведены ПЭМ и РПЭМ показывают, что в результате ИПДК в аморфном сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ происходит образование полос сдвига. Непосредственно в полосах сдвига происходит нанокристаллизация, а в образцах около сдвиговых полос происходит образование наноразмерной кластерной аморфной структуры. Результаты исследования дают прямое доказательство того, что образование полос сдвига приводит к структурной гетерогенности, а тип этой гетерогенности (нанокристаллы/нанокластеры) зависит от расстояния от полос сдвига [12].

Исследованы особенности микроструктуры аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого ИПДК. Для анализа природы кластерного

контраста в ИПДК $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ были проведены АСМ исследования рельефа фольг для ПЭМ, приготовленной по принятым режимам. Полученные АСМ снимки поверхности и профили поверхности фольг исходного БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и образца после ИПДК представлены на рисунке ниже.

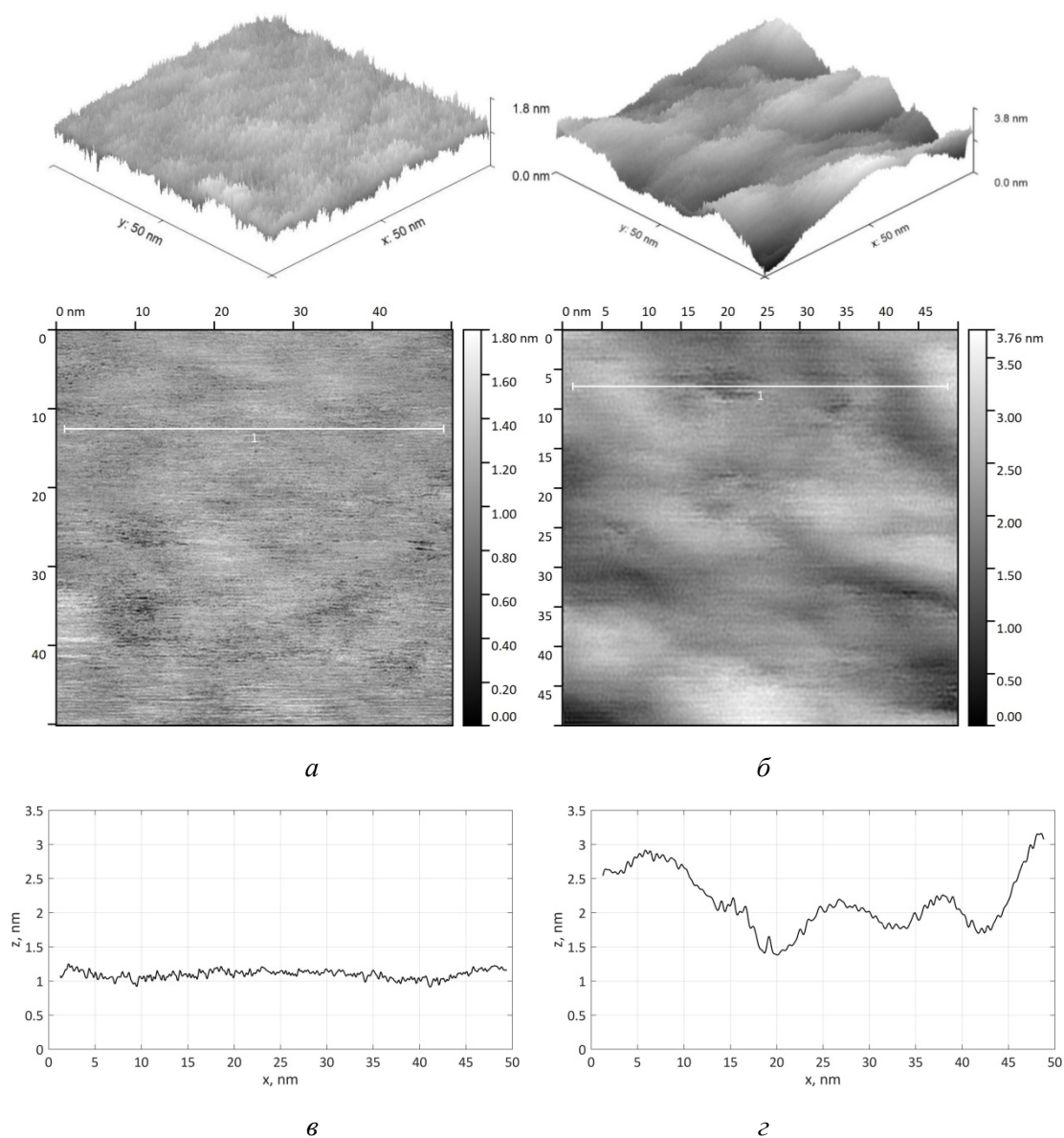


Рис. АСМ изображения поверхности фольги для ПЭМ: *а* – исходного БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$; *б* – образца после ИПДК; *в* – профиль поверхности фольги исходного БЗС; *г* – профиль поверхности фольги образца после ИПДК

Анализ данных АСМ показывает, что образец после ИПДК демонстрирует значительно более развитую поверхность (рельеф поверхности), чем исходный БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. Средняя глубина неровностей рельефа фольги исходного БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ составляет около 0.3 нм, т. е. практически ровную поверхность. Средняя глубина

неровностей рельефа фольги подвергнутого ИПДК $B3C\ Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ составляет около 2 нм, и достигает 4 нм, а ширина углублений 10–30 нм (что близко к размерам наблюдаемых кластеров).

Формирование такого рельефа, возможно, является результатом обработки/травления поверхности при подготовке фольги для ПЭМ путем электрохимического травления. Однако формирование такого рельефа так же означает более интенсивное травление в «темных областях», что определяется уменьшенной плотностью. Как говорилось, в ряде работ уже отмечалось расслоение в аморфных сплавах по элементам при низкотемпературных отжигах [10, 15] и при ИПД [5, 6, 13]. Можно предположить, что существует разница в свободном объеме между кластерами и их границами. Перераспределение свободного объема происходит в областях, прилегающих к полосам сдвига, и это приводит к формированию структуры кластерного типа. Области кластерного типа в обработанном НРТ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ имеют структуру, подобную наноглассес, полученную путем уплотнения аморфных нанопорошков [14]. В связи с меньшей плотностью «тело» кластеров при ионной полировке вытравливается более интенсивно, что фиксируется более развитым рельефом фольги ИПДК образца и на РПЭМ снимках. Однако характер структуры кластерного типа в обработанном НРТ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и физике его формирования требует дальнейших исследований.

Данные атомной сканирующей микроскопии показывают, что фольга образца после ИПДК демонстрирует значительно более развитый рельеф поверхности, в 10 раз большую глубину ямок рельефа, чем аналогично приготовленная ионным травлением фольга исходного $B3C\ Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. При этом ширина углублений поверхности фольги образца после ИПДК составляет около 25 нм (что близко к размерам наблюдаемых кластеров). По-видимому, это отражает кластерную структуру.

Вероятно, существует разница в свободном объеме между кластерами и их границами, и в связи с меньшей плотностью «тело» кластеров при ионной полировке вытравливается более интенсивно, что фиксируется более развитым рельефом фольги ИПДК образца и на РПЭМ снимках.

Отдельная благодарность за участие в исследованиях Е. В. Убыйвовк, Е. В. Болтынюк, Р. Кильмаметов, Ю. С. Замула, Э. С. Батыршин, А. Р. Кильмаметов, Р. З. Валиев, А. В. Лукьянов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Valiev R. Z. Nanostructuring of Metals by Severe Plastic Deformation for Advanced Properties / R. Z. Valiev // Nature Materials. 2004. V. 3. P. 511–516.
2. The Innovation Potential of Bulk Nanostructured Materials / R. Z. Valiev [et al.] // Adv Eng Mater. 2007. V. 9, № 7. P. 527–533.

3. The use of severe deformations for preparing bulk nanocrystalline materials from amorphous alloys / R. Z. Valiev [et al.] // Doklady Phys. 2004. V. 49. 519–521.
4. Nanocrystallization induced by severe plastic deformation of amorphous alloys / R. Z. Valiev [et al.] // Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials. 2004. V. 22. P. 21–26.
5. Atomic-scale structural evolution in amorphous Nd₉Fe₈₅B₆ subjected to severe plastic deformation at room temperature / Li Wei [et al.] // Appl. Phys. Letters. 2009. V. 94. P. 231904.
6. The formation of nanocrystalline structure in amorphous Fe-Si-B alloy by severe plastic deformation / G. E. Abrosimova [et al.] // Journal of Metastable and nanocrystalline Materials 2005. V. 24–25. P. 69.
7. Glezer A. M. The cyclic character of phase transformations of the crystal double left right arrow amorphous state type during severe plastic deformation of the Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ alloy / A. M. Glezer, R. V. Sundeev, A. V. Shalimova // Doklady Physics. 2011. V. 56, № 9. P. 476–47.
8. Wang X. D. Atomic-level structural modifications induced by severe plastic shear deformation in bulk metallic glasses/ X. D. Wang [et al.] // Scripta Materialia. 2011. V. 64. P. 81–84
9. Reversible transition of deformation mode by structural rejuvenation and relaxation in bulk metallic glass / F. Meng [et al.] // Appl. Phys. Lett. 2012. V. 101. P. 121914.
10. Work-Hardening Induced Tensile Ductility of Bulk Metallic Glasses via High-Pressure Torsion / Soo-Hyun Joo [et al.] // SCIENTIFIC REPORTS 2015. | DOI: 10.1038/srep09660.
11. Evolution of the amorphous structure in melt-spun Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ alloy subjected to high pressure torsion deformation / D. V. Gunderov [et al.] // Intermetallics. 2015. V. 66. P. 77–81.
12. Stability of an amorphous ticuni alloy subjected to high-pressure torsion at different temperatures / D. V. Gunderov [et al.] // Advanced Engineering Materials. 2015. P. 1728–1732.
13. Local microstructure evolution at shear bands in metallic glasses with nanoscale phase separation / J. He [et al.] // Scientific report. 2016. R. 6. 25832.
14. Gleiter H. Nanostructured solids-From nano-glasses to quantum transistors / H. Gleiter, Th. Schimmel, H. Hahn // Nano Today 2014. V. 9. P.17–68.
15. Abrosimova G. E. Evolution of the structure of amorphous alloys / G. E. Abrosimova // Physics-Uspekhi. 2011. V. 54, № 12. P. 1227–1242.